

REMARKS

By the present amendment, claims 1 to 3 are pending in the application.

Claim 1 is the only independent claim.

Support For Claim Amendment

In claim 1, support for the upper limit of Si being 0.25% Si may be found in the specification, e.g., at page 7, lines 23 to 24.

In claim 1, support for the limitation directed to hot rolling and cooling may be found in the specification, e.g., at page 5, lines 19 to 25.

In claim 1, --precipitations of TiC-- is supported in the specification, e.g., at page 9, lines 25 to 26.

In claim 1, the claim limitation --and having a hole expandability ratio of 62% or higher-- is supported in the specification by Table 2-1, page 20, Example 2. This claim limitation was suggested in the Advisory Action mailed October 13, 2009 at page 2, paragraph 2.

§103

Claims 1 to 3 were rejected under 35 U.S.C. §103(a) as being unpatentable over EP 0 974 677 to Kawano et al.

Claims 1 to 3 were rejected under 35 U.S.C. §103(a) as being unpatentable over U.S. Patent No. 6,290,784 to Yasuhara et al.

These rejections, as applied to the amended claims, are respectfully traversed.

Patentability

EP 0 974 677 ("EP '677")

In accordance with the suggestion of the Advisory Action mailed October 13, 2009, at page 2, paragraph 2, in order to distinguish over EP '677, independent claim 1 has been amended by the present amendment to recite --and having a hole expandability ratio of 62% or higher--.

In view of the present amendment, it is respectfully submitted that amended independent claim 1, and claims 2 and 3 dependent thereon, are patentable over EP '677.

U.S. Patent No. 6,290,784 ("Yasuhara")

The subject matter of US 6,290,784 (Yasuhara) is directed to a hot rolled steel sheet improved in strength, formability and anisotropy by having two-phase structure of a dispersed second phase in fine and insular form, in addition to the fine graining of a main phase, i.e., ferrite, by repeating lighter reduction as compared to a conventional fine graining technique, during hot rolling, in an austenite region in a low-temperature region of a dynamic recrystallization temperature (see Column 3, line 43 to column 4, line 10) as well as by a silicon solid solution (see Column 7, line 46 to 48).

The subject matter of the present invention is a steel with a microstructure consisting essentially of ferrite and bainite, where the ferrite improves the elongation and precipitates comprised of mainly TiC secure the strength and cause sufficient growth of the ferrite grains to improve the elongation without lowering the burring, then causes the formation of precipitates to secure the strength by a precipitation strength (see specification, page 6, lines 25 to 32).

Therefore, the steel of the present invention is heated in heating furnaces at a temperature higher than the dissolution temperature of TiC, for example at 1200°C or higher (see specification, page 22, lines 22-23), then the steel is cooled down to precipitate TiC dispersedly in fine form in a ferrite phase. (See the attached reference).

The attached reference is 74th and 75th Nishiyama Memorial Seminar, ISIJ (the Iron and Steel Institute of Japan) published May 20, 1981, pages 37, 40-45, 54-63, with partial English translation of pages 54, 55 and 62.

In Yasuhara, a steel sheet is heated at a temperature lower than the dissolution temperature of TiC to promote a dynamic recrystallization of austenite. Therefore, TiC exists in austenite, and TiC is definitely not promoted to precipitate in fine form in a ferritic phase because of a rapid cooling after a rolling. This means that Yasuhara does not disclose or suggest anything about the steel disclosed in the present invention. (See the attached reference).

In support of the above, the examples in Yasuhara do not disclose the steel of Yasuhara containing 0.25% or less Si or 0.4% or more Al (see Table 1). On the contrary, in the present invention the lowest example of Al in the present invention is Table 1-1, Ex. 6, 0.40% Al. In addition, see specification, page 7, lines 23 to 24 where 0.25% or less Si is preferred in the present invention.

Furthermore, Yasuhara does not disclose or suggest anything about cooling a steel sheet in an air-cooling-zone after hot-rolling. This shows that Yasuhara does not have any technical idea of precipitating TiC dispersed in fine form in a ferrite phase.

It is therefore submitted that amended independent claim 1, and claims 2 and 3 dependent thereon, are patentable over Yasuhara.

CONCLUSION

It is submitted that in view of the present amendment and the foregoing remarks, the application is now in condition for allowance. It is therefore respectfully requested that the application, as amended, be allowed and passed for issue.

Respectfully submitted,

KENYON & KENYON LLP

By: John J. Kelly, Jr.
John J. Kelly, Jr.
Reg. No. 29,182

Dated: October 30, 2009

KENYON & KENYON LLP
One Broadway
New York, NY 10004
Telephone No. (212) 425-7200
Facsimile No. (212) 425-5288
CUSTOMER NO. 26646

ATTACHED REFERENCE

PARTIAL ENGLISH TRANSLATION

Reference

74th and 75th Nishiyama memorial seminar, ISIJ (the Iron and Steel Institute of Japan) published on May 20, 1981

Seminar theme: Progress of production technology and application technology of the high-tension steel sheet for an automobile.

Page 54

4.1.3 熱間圧延工程における組織と材質の制御

(1) 熱間圧延における諸因子の関連

実際のポレットストリップミルによる熱間圧延においては、図 23 に示すように各操業因子は相互に関連している。細粒化の主な方法としては、オーステナイトの微細再結晶、再結晶温度以下の圧延、初期ノ粒を微細にするためのスラブ加熱温度の低下、仕上げ圧延後の冷却速度の増加などがある。

(2) スラブ加熱条件の影響

スラブ加熱温度の下限は、(i) 仕上げ圧延を一般低炭素鋼の再結晶点以上で終了させるためと、(ii) Nb, Ti, V などの炭窒化物を溶解させることから決まる。これに対してその上限は、(a) 初期ノ粒の粗大化抑制と、(b) 省エネルギーの観点から決まる。

(translation of the underlined)

4.1.3 Control of a texture and material quality in hot-rolling

(2) Effect of heating condition of a slab

The lower limit of a heating temperature of a slab is decided by (i) terminating the finishing rolling at the Ar3 temperature or higher and (ii) dissolving a carbonitrides like Nb, Ti, V.

鋼中における Nb, Ti, V の炭窒化物および AlN の平衡溶解度積としては次の式がある。

$$\begin{aligned}\log [\text{Nb}] \cdot [\text{C} + 12/14 \text{N}] &= -6770/T + 226 && (\text{Irvine ら}^{25}) && 22 \\ \log [\text{V}] [\text{C}] &= -9500/T + 6.72 && (\text{成田}^{52}) && 23 \\ \log [\text{V}] [\text{N}] &= -8700/T + 3.63 && (\text{成田}^{52}) && 24 \\ \log [\text{Ti}] [\text{C}] &= -7000/T + 2.75 && (\text{Irvine ら}^{25}) && 25 \\ \log [\text{Ti}] [\text{N}] &= -15586/T + 5.90 && (\text{成田}^{52}) && 26 \\ \log [\text{Al}] [\text{N}] &= -6770/T + 1.03 && (\text{Irvine ら}^{25}) && 27\end{aligned}$$

これらの式を図にあらわすと図 24 のようになる。また代表的な鋼組成の場合の各炭窒化物が 100 部溶解する臨界温度を上記の溶解度積から求め、表 6 に示す。

スラブ加熱時の初期 γ 粒は、加熱温度および時間 (t) の増加にともなって粗大化する。一定の温度域では次式が成立する。⁵³⁾

表 6 各種炭・窒化物が溶解する臨界温度

Precipitation 析出物	Composition 含有量	Dissolution temp. 臨界温度(℃)
Nb (C,N)	0.05 %Nb × 0.15 %C	1275
VC	0.10 %V × 0.20 %C	865
VN	0.10 %V × 0.01 %N	1040
TiC	0.10 %Ti × 0.15 %C	1260
TiN	0.02 %Ti × 0.005 %N	1400
AlN	0.05 %Al × 0.01 %N	1294

Table 6 shows that the dissolution temperature of 0.1% Ti and 0.15% C, in which the steel in Yasuhara (US 6,290,784) is included, is 1260 °C.

(c) 析出強化

Nb, Ti, V などの炭窒化物は図 24 の平衡溶解度積からも明らかなように、熱間圧延工程においては過飽和に固溶しており、 γ 域の温度でも析出する。とくに熱延時の遅延による遅延析出が起る。この γ 域で析出した Nb などの炭窒化物は炭素濃度の α 相においては炭素との整合性がなく、確率への寄与が小さい。⁷²⁾ すなわち析出強化は α 相域において微細析出させることが重要であるが、これは析出物の生成温度および冷却速度に大きく依存する。低温まで連続冷却する場合、冷却速度が小さいと、徐冷により高温で析出して粒子が成長し過時効となるため析出強化 σ_p は小さい。冷却速度の増加に伴い σ_p は増加するが、冷却速度が早すぎる場合には析出が抑制されるため σ_p は小さくなること³¹⁾が知られている。しかし熱延鋼板のようにコイルに巻取られる場合には、コイルの徐冷中に Nb などの炭窒化物が析出し強度を増すことが可能である。これは鋼もどし延

(translation of the underlined)

(c) Precipitation strength

For precipitation strength, it is important that a carbonitride like Nb, Ti, V is precipitated in fine form in α region and this strongly depends on a formation temperature and a cooling rate.

ATTACHED REFERENCE

Pages 37, 40-45, 54-63

自動車用高強度薄板鋼板の製造技術・利用技術の進歩

総目次

1	これらの自動車とその材料としての薄鋼板	1
2	高強度薄板鋼板の製造技術と新特性	35
3	沖圧高強度薄板鋼板の製造技術と新特性	48
4	高強度変形処理鋼板の製造技術と新特性	125
5	高強度薄板の自動車車体への適用性 I —プレス成形性と衝突への適用—	135
6	高強度薄板の自動車車体への適用性 II —オールハイラン系を支持して—	159
7	今後の自動車車体成形技術と高強度薄板	203

昭和56年5月26日・27日 (第74回)

昭和56年6月10日・11日 (第75回)

社団法人 日本鉄鋼協会

西山記念技術講座

熱延高強度薄鋼板の製造技術と諸特性

川崎製鐵株式會社 技術研究所

西田 稔

昭和56年 5月28日 (第74回)
昭和56年 6月10日 (第75回)

社団法人 日本鉄鋼協会

(4) の関係として表わすことができる。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_1 d^{-1/2}$$

$$T_{10} = A - B d^{-1/2}$$

(1)式は Hall - Petch 式^{3), 20)}、(2)式は鋼硬化した Cottrell - Peck 式¹¹⁾である。ここで、 σ_0 はフェライト地の強度で、 k_1 、 A 、 B は定数である。

したがってフェライト結晶粒を微細化させれば、 σ_y の上昇、 T_{10} の低下という好都合な変化を生ずることになる。これを低炭素の鉄鋼が制御圧延 (controlled rolling) と制御冷却 (controlled cooling) であり、前者は圧延前の加熱から最終圧延までの全過程を制御し、 d の微細化により高強度を得る方法¹²⁾で、後者は最終圧延終了後さらに冷却速度を制御して、 d の微細化をさらに促進させる方法である。

さて、焼延導線板は通常圧延した 20 mm 前後の厚さのシートバーを仕上圧延により A_1 、 A_2 、 A_3 温度域以上の温度で 2~3 mm 厚に圧延しており、仕上圧延の全圧下中は冷却速度が非常に速いものとなる。したがって、通常の焼延導線板は従来から焼延圧延を行っているといえる。この意味では焼延速度を遅くせず制御圧延だけでさらにフェライトを微細化させ高強度を得る余地は小さく、強度などの性質を安定化させるために制御圧延技術を活用していると考えよう。これ

に対し、仕上圧延後コイルに巻取するまでの間で行う冷却は、フェライトの微細化に大きな影響を及ぼす。その例を図 5 (2) と図 6 (1) に示す。図 5 から焼延終了後、急冷開始までの時間が短かいほど焼延後のフェライト粒は微細化し、降伏応力も増加すること、そして図 6 から従来の品質管理上のポイントであった圧延終了温度とコイル巻取温度がそれぞれ同一であっても、ランナウトターブル上の冷却パターンを考えると、冷たい通常の低圧延でも強度が変化し、冷却開始の高温度での冷却速度を大きくした方が強度が高くなることからわかる。これもフェライトの微細化効果によるものである。

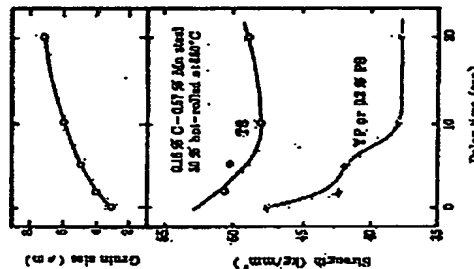


図 5 鉄鋼 (0.17% C-0.17% Mn) のフェライト粒の微細化、降伏応力、1 鋼板に及ぼす圧延速度 800°C の焼延後の急冷するまでの遅延時間の影響¹³⁾

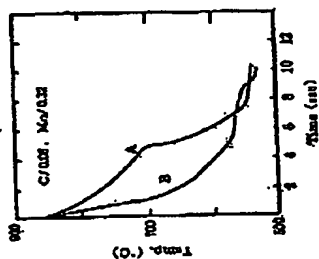


図 6 鉄鋼の引張特性におよぼす仕上圧延後コイル巻取までの冷却時間の影響¹⁴⁾

	A	B
YTP (kg/mm²)	25.5	27.1
T ₁₀ (kg/mm²)	24.5	25.4
24 (50)	44	45

3. 鋼の強化機構とそれによる焼延高強度鋼板の分類

3.1 鋼の強化機構

3.1.1 固溶強化

固溶強化は Fe 中に固溶する元素の原子半徑が Fe の原子半徑と異なることによって生ずる格子ひずみにより、位相の運動に対する抵抗力を増加させる効果によるものである。図 7 に示すように、C、N などの原子が Fe 格子間に入り込む固溶強化と Fe 原子が S、Mn、P などの原子と置きかえる置換固溶強化がある。フェライト鋼における各元素の固溶強化量を図 8 に示す。C、N などの侵入型固溶強化元素の強化効果は置換型固溶強化元素のそれと比べて格段に大きく、常温における固溶量が少ない、また常温冷却速度などにより過飽和に固溶させても過飽和などによる析出強化が大きい、とくに低温を低下させるので好ましくない。

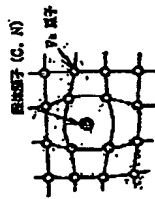
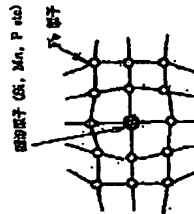


図 7 固溶強化機構の分類



析出強化は微細な析出物 (主として炭・窒化物) が位相の運動を妨害するために生ずるものである。一般には Orowan の理論¹⁵⁾がもっとも理解しやすい。析出物の強度が大きい場合、図 9 に示すように低炭素は析出物の間を通りぬけ

て前進し、後に折出物の周囲に転位ループを張す。このとき必要な外力 (σ_c) は

$$\frac{1}{2} = 0.5$$

(μ): 別座率, l : 析出粒子間の距離, b : パーガスベクトル)

となり、所出物が超かく分散すればするほど大自の強度を与えることを意味している。また図10

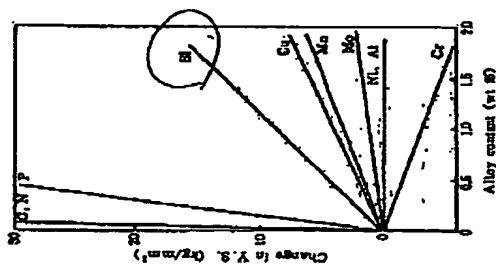


図8 フェライト鋼における各種元素の固溶強化係数¹⁾

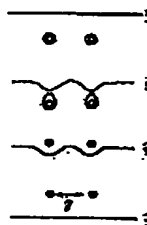


図9 位置検出用粒子の周を覆う様
(ウツリマウス) 照像写真

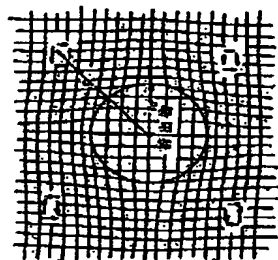


図10 折山粒子のまわりのひずみ
(集合体がある場合)

に示すように折出物と母相の格子と整合性 (coherency) を保っている場合には、折出物の周囲の母相格子にひずりが生じ、格子の移動を強く妨害する。ため折出物は、もっとも大きくなる。

熱区鋼板の高強度化のために従来からもっともよく利用されるのはNb, Ti, Vなどの窒素微添加であり、母相と窒素を有する炭化物の形成とフェライト粒の微細化により、低ひずみにあっても比較的高強さにかつ経済的に引張強さ 60 kg/mm^2 以上の強度を得ることが出来る。

3.1.3 個性化強化

結晶は世界に於ける運動に對する影響となるため、11式で示したように期望化することにより強度が上昇する。その関係を図 11 に示す。¹⁷⁾ また期望化は再結晶の向上という好都合な変化を生ずる。したがって、一部の結晶性熱塑性樹脂では制御時結晶などにより極力期望化に努め、とくに

- 42 -

の、Ti, Vなどを添加した鋼では非常に強靱性が得られている。このため強度増加のために、実際の製造工程においてききと大鋼は超強靱性を確保することは困難である。このことから強靱化とはくに所出強化と超強靱化などの路線に付随する効果として認識しやす

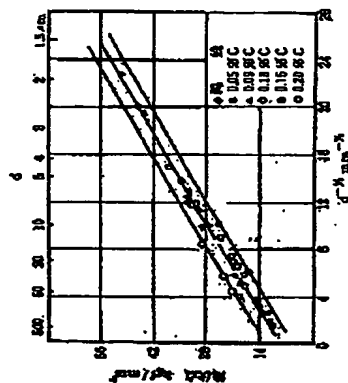


図1: 東京の都市計画と交通網の発展 (1945-1965)

3.1.4 空腔組織による強化

約100℃以上に加温するとオーステナイト相になる。これを急冷するとマルテンサイトに変態する。マルテンサイトは非常に高い硬度をもち強度が非常に高い。たとえば1000を有するマルテンサイトでも引張強さ約100kg/mm²以上を得ることができるが、伸びが9%程度しかなくほとんど加工することができない。

この点を改善したものに、(1)同一相型型のベインサイト・原やアレキサンドラ・フェライト等と、
 (2)近距離され世界には目されている二相型型の dual phase 鋼がある。この dual phase
 鋼はフェライトとマルテンサイトの混合組織（さらには微量の残留オーステナイトも含まれる結
 合がある）から成り、強度と靱性のバランスが非常に優れている。

3.1.5 加工硬化

加工により転位密度を増すことによって、強度を得るもので、合金元素を用いないのもっとも簡単な方法であるが、加工硬化により延性が著しく劣化するためプレス加工の望ましい用途には適さない。またスチール板鋼板の軟化などの原因もある。現在、熱延鋼板への応用はないが、冷延鋼板では冷間圧延後延性回復を行う recovered steel もともとよく知られている。

2.1 鉛亜硫酸度鋼板の分類

各種純正高強度鋼板を強化鉄球列に分類し、その組織、得られる引張強さ、降伏比、延性などを整理すると表1のようになる。表中の α はNb, Ti, Vを添加した析出強化型鋼組にさらに

て前進し、後に折出物の周囲に転位ループを誘す。このとき必要な外力 (σ_c) は

$$\frac{1}{2} = 0.5$$

(μ): 別座率, l : 析出粒子間の距離, b : パーガススペクトル)

となり、所出物が超かく分散すればするほど大自の強度を与えることを意味している。また図10

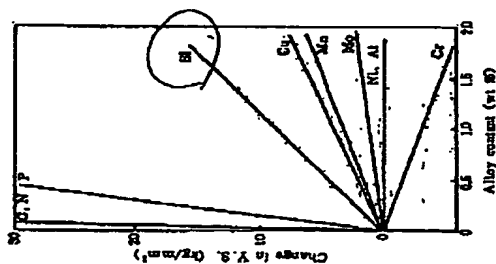


図8 フェライト鋼における各種元素の固溶強化係数¹⁾

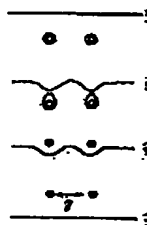


図9 圧位線が析出粒子の間を通り抜.

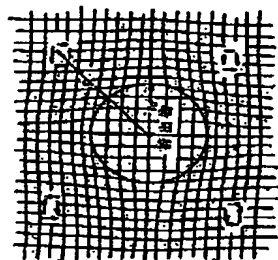


図10 折山粒子のまわりのひずみ
(集合体がある場合)

に示すように折出物と母相の格子と整合性 (coherency) を保っている場合には、折出物の周囲の母相格子にひずみが生じ、格子の移動を強く妨害する。ため折出物は、もっとも大きくなる。

熱区鋼板の高強度化のために従来からもっともよく利用されるのはNb, Ti, Vなどの窒素微添加であり、母相と複合性を有する炭素化合物の形成とフェライト粒の微細化により、低ひずみにあっても比較的高強さにかつ経済的に引張強さ 60 kg/mm^2 以上の強度を得ることが出来る。

3.1.3 個性化強化

結晶は世界に於ける運動に對する影響となるため、11式で示したように期望化することにより強度が上昇する。その傾向を図 11 に示す。¹⁷⁾ また期望化は期望の向上という好都合な変化を生ずる。したがって、一部の結晶性物質では制御技術などにより結晶期望化に努め、とくに

Si などの固溶強化型元素を添加して、析出強化型鋼板の降伏比と延性を向上させたものであり、他にはペイナイトなどの均一組織強化型鋼板に Nb, Ti, V などの析出強化元素を添加してさらに強度を高めるものである。

表 1 に各製造高強度鋼板の分類と鉄鋼会社社内名称を示す。

なお、高強度鋼板を HSLA 鋼という名前で呼ぶことがある。これは high strength low alloy steel を略したもので、とくに米国においてよく使用される。本来は自動車用を含めて重量の合金元素を添加する高強度鋼板全体に対する名称であるが、Nb, Ti, V など添加した析出強化型高強度鋼板のみを便宜上 HSLA 鋼と呼び、他の高強度鋼板と区別することもある。

4. 従来の船体高強度鋼板

従来の船体高強度鋼板には、固溶強化型と析出強化型のフェライト・パーライト鋼および均一組織強化型であるペイナイト鋼、フェキュラー・フェライト鋼、マルテンサイト鋼を含む。そしてミクロ組織別に材質設計の基本考え方と製造要領の影響を述べる。なお、これらに関しては Pickering の優れた解説^{15, 16)}がある。

4.1 フェライト・パーライト鋼

4.1.1 組織と性質の関係

多結晶金属の降伏強度の基本式は下式で示した Hall-Petch の関係^{17, 18)}である。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_1 d^{-1/2}$$

$$\sigma_0 = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + \sigma_{15} + k_2 d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_3 d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_4 d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_5 d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_6 d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_7 d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_8 d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_9 d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{10} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{11} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{12} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{13} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{14} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{15} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{16} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{17} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{18} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{19} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{20} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{21} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{22} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{23} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{24} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{25} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{26} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{27} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{28} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{29} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{30} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{31} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{32} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{33} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{34} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{35} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{36} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{37} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{38} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{39} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{40} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{41} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{42} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{43} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{44} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{45} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{46} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{47} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{48} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{49} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{50} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{51} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{52} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{53} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{54} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{55} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{56} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{57} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{58} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{59} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{60} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{61} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{62} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{63} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{64} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{65} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{66} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{67} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{68} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{69} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{70} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{71} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{72} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{73} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{74} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{75} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{76} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{77} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{78} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{79} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{80} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{81} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{82} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{83} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{84} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{85} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{86} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{87} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{88} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{89} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{90} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{91} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{92} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{93} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{94} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{95} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{96} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{97} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{98} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{99} d^{-1/2}$$

$$\sigma_y = \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_{100} d^{-1/2}$$

多結晶金属の降伏強度に關しても組織・降伏強度式は Petch¹⁹⁾により与えられた。これを固溶化したものに因る示した Cottrell - Petch の関係²⁰⁾がある。こゝでも降伏強度に各強化組織の影響を付加することである。^{21, 22)}

II 強度
 (a) 固溶強化の影響
 Petching²³⁾は 0.25% C までの低 C-Mn 鋼の降伏強度 (Y.S.) と引張強度 (T.S.) に關する最近の研究^{19, 24, 25)}をまとめ式を示した (N₁ は固溶 N である)。

$$Y.S. (MPa) = 62 + 32 (\% Mn) + 83 (\% Si) + 55 (\% N) + 17.6 d^{-1/2}$$

$$T.S. (MPa) = 62 + 32 (\% Mn) + 83 (\% Si) + 55 (\% N) + 17.6 d^{-1/2}$$

図より大きい場合、すなわちNbが完全に固溶せず一部がNb(C, N)析出物として残留しているとき、γ変態は一層小さくなる傾向がある。なお、Ti添加鋼ではTiNが高温でも溶解しにくいから、もっとも固溶能力が強く、加熱時のγ変も少ない。⁽²⁾

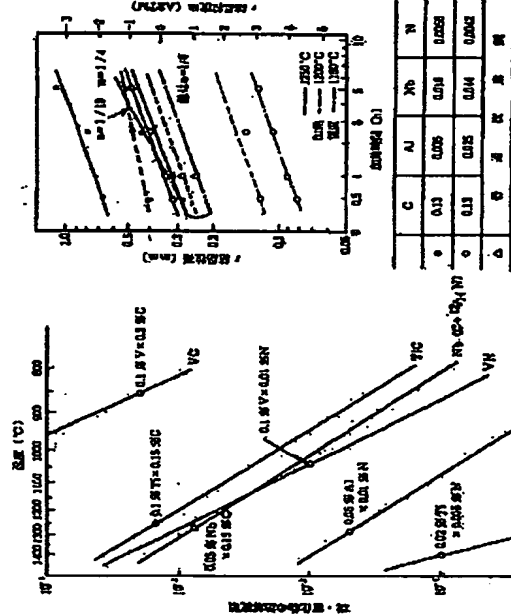


図14 各種成分・添加物組成のNb添加量の影響

表25 各種の1150-1250°Cにおける加熱処理とγ相の成長の関係⁽⁴⁾

	C	Al	Nb	N
0	0.13	0.05	0.05	0.05
0	0.13	0.15	0.05	0.05
0	0.13	0.15	0.05	0.05

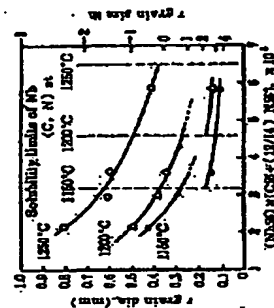


図15 1150, 1200, 1250°C×2hの加熱条件下における(Nb)(N)×[C+12/16(N)](%)とγ相の成長⁽⁴⁾

(2) 圧延によるオーステナイトの細粒化(再結晶・再圧延)
ホットスリップミシンの間
圧延は加熱圧延の場合、約200mm厚のスラブから約30mm厚のシートまで計4-6パスであり、その圧延速度は通常約1200-1000°Cの間である。

熱間圧延によるオーステナイトの再結晶には大別して、動的再結晶と静的再結晶の2つがある。動的再結晶は、たとえば1100°C程度以上の高温のように、圧延変形中にすでに再結晶が進行し、再結晶となるものである。これに対し、静的再結晶は、再結晶は再結晶の成長を待って再結晶が進行する。この過程は再結晶・再結晶の場合と同様に再結晶である。図17はSi-Mn鋼を圧延後冷却した鋼の再結晶速度を示す。⁽⁴⁾ 高温・大圧下は動的再結晶の領域、中圧・中圧下は静的再結晶の領域、中圧・中圧下は動的再結晶の領域と考えられる。動的再結晶は再結晶速度は主として圧延速度に依存する。また、静的再結晶には圧下率に依存すると考えよう。Nb鋼について、Nbは再結晶速度に大きく影響する。⁽⁴⁾ Nbを添加することにより再結晶が速く、再結晶の進行速度にもよる。Nb, Ti, Vなどの添加元素の影響を図18に示す。再結晶は温度に強く依存し、またNb,

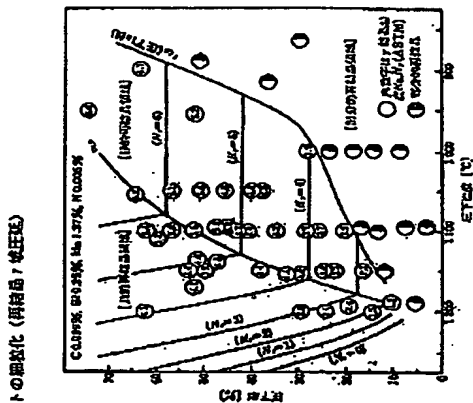


図17 Si-Mn鋼の再結晶速度と圧下率の関係 (圧下率のγ相変換率=0.2%)⁽⁴⁾

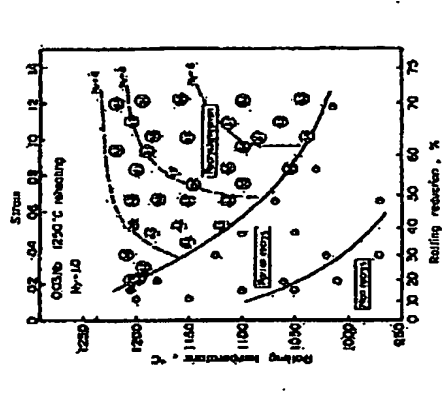


図18 Nb鋼の圧延300°C後のオーステナイト結晶 (0.15C-0.35Si-1.41Mn-0.05Nb, N₂:オーステナイト組成率%)⁽⁴⁾

強化型鋼でも図31に示したように、
上圧延の最終スタンピングにおいては
再結晶が完了しない部分はある結晶粒
圧延と考えられる。

このような再結晶圧延を行う
と、写真1に示すように伸張圧延の
場合と同様に、粒が伸長するとともに
粒内に亜粒帯が形成される。亜粒
帯の初期フェライトは、粒界とともに
に亜粒帯でも形成される(写真1b)。
すなわち γ - α 亜粒帯は、 α 粒
形帯は、 γ 粒界と同様の役割を果たし
ている。したがって、再結晶圧延
による亜粒帯の導入は、 γ 粒をいく
つかのブロックに細分したことと等
価になる。

変形帯に関するいくつかの研究結
果(16, 17, 18, 19)を組合すると、つ
ぎのような現象が認められる。
図32(17)に示すように、亜粒帯
は圧下率とともに増加する。変形
の累積量もあられるが、亜粒帯
は、 γ 相が変形させた場合より一
般に低い。初期粒度、歪度、歪度
には影響しないが、粒度の細かい
が変形帯の幅が狭い。

(18) カットラング・ブル上での冷却
条件とコイル巻取速度の影響
仕上圧延までの工程において、圧
延と再結晶の繰り返しによる結晶化
とさらに再結晶温度以下の圧延に
よる亜粒帯の導入により、 γ 粒が狭
小に一段と微細化した鋼板は、その
後カットラング・ブル上でジャワー
冷却されコイルに巻き取られる。こ
のホットラング・ブル上での冷却速
度や冷却パターンおよびコイル巻取速度は、先にも述べたようにフェライト粒の微細化、変形帯



写真1 再結晶圧延による γ 亜粒帯
および α 亜粒帯の形成(17a)

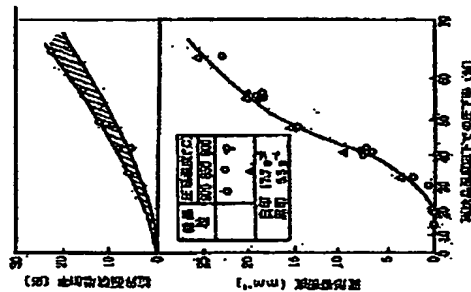


図32 変形帯の幅は圧下率による再結晶温度の増加と微細
再結晶の増加(17, 18, 19)

助および析出強化に大きな影響をおよぼす。

(16) フェライト粒の微細化

2.3.3項において、圧延終了後急冷開始までの時間(delay time)が長いほど α 粒の微細化
が小さいことを示した(図6)。これは急冷(瞬間)開始までのdelay timeが長い場合には、
せっかく再結晶温度により導入した亜粒帯が、 γ 粒の再結晶により消滅し、さらには再結晶を
起こすためである。(17)これらの例は、 γ 粒の再結晶と再結晶抑制力の小さい鉄鋼の場合であるため、
とくに顕著である。18鋼などの析出強化型鋼板では再結晶抑制力が非常に大きいため、
鋼のような顕著な影響は認められないが、それでもやはり亜粒帯が進行するため亜粒帯の作用が微
細化し、 α 粒の顕著な微細化が妨害されることになる。このdelay timeには仕上圧延終了後、
水や油に浸すまでの時間だけでなくフェライト再結晶開始までの冷却時間も含まれるため、鋼板
には仕上圧延終了後すぐに冷却を開始し、その冷却速度を大きくすることが重要である。

Si-Mn鋼を例としてストリップ

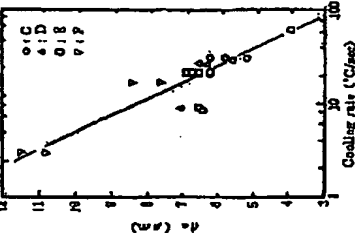


図33 α 粒と冷却速度の関係(Si-Mn鋼)

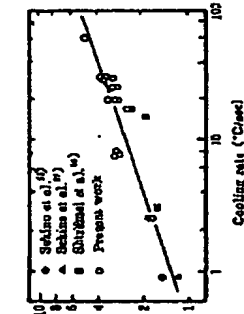


図34 γ 粒と冷却速度の関係(Si-Mn鋼)
影響であるが、CTが再結晶の場
合にそれまでの冷却速度が大きいフェライト再結晶がゆっくりと進行するため、 α 粒の微細化は
起こりやすい。したがって、CTが低下するほど α 粒は微細化するが、CTが低すぎる場合には

結果的に冷却速度も大きいのでベイナイトが発生し、硬度や強度を劣化させる。すなわち、ベイナイト変態開始温度(B_s点)より若干高目の温度まで急冷を行い、B_s点以上の温度でコイルに巻取ることがもっとも好ましい。

(b) 連続冷却時の硬度降下

コイルランチンフルでの連続冷却時およびコイル巻取後の硬度降下は、熱処理鋼の組織と材料に密着な関係を持つ重要な要因である。フェライト変態などの変態開始を促進させる変態開始温度(同相、高温側)に移行させる)因子としては、Si, Pの低減、C量の減少、r度の増大および未再結晶化状態による変態の遅延¹⁷⁾がある。これと反対に変態開始を抑制するものにCr, Mn, Mo, B、固溶状態のNb, VおよびTiがある。^{18, 19)}また圧延後の冷却速度が大きい場合には、フェライト変態が促進される。このため変態生じたフェライト性の成長が抑制され、フェライト粒が微細化する。またC量の減少、r度の増大ならびに未再結晶化状態による変態の遅延を行った場合には、冷却速度を大きくし、かつT₁温度を低下させても、フェライト硬度が短時間で起こりやすくなるため硬度や強度に有害なベイナイトの生成が抑制される。

(c) 析出強化

Nb, Ti, Vなどの炭素化合物は図24の平衡相図から明らかなように、熱処理工程においては過飽和に固溶しており、r度の温度でも析出する。とくに熱処理の途には析出が開始する。このr度で析出したNbなどの炭素化合物は変態後の組織においては炭素との結合がなくなり、強度への寄与が小さい。²⁰⁾すなわち析出強化は、組織において微細析出させることが重要である。それ析出物や析出物と炭素との結合が、組織に大きく影響する。析出まで連続冷却する場合、冷却速度が小さいと、冷却により高温で析出して炭素が炭素と過飽和状態に析出強化²¹⁾は小さい。冷却速度の増加に伴い、冷却速度が増加する場合には析出強化が抑制されるため、小さくなること²²⁾が知られている。しかし熱処理鋼のようにコイルに巻取られる場合には、コイルの徐冷中にNbなどの炭素化合物が析出し強度を増すことが可能である。これは鋼でも、鋼はどの2相析出強化に相当する。図31にNb, Ti, Vの炭素化合物の析出型は化学分析によるもので、硬度の影響を示す。²³⁾熱処理鋼が1hの場合、Nb, Ti, Vの炭素化合物をもっとも高まる温度はいずれも500℃である。なおこの図のNb, Ti, Vの炭素化合物の析出型は化学分析によるもので、

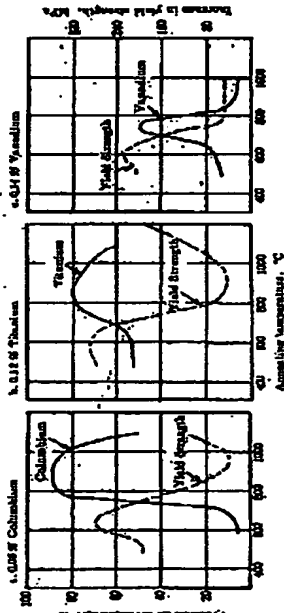


図35 Nb, Ti, V鋼の炭素化合物の析出型は化学分析によるもので、硬度の影響を示す。

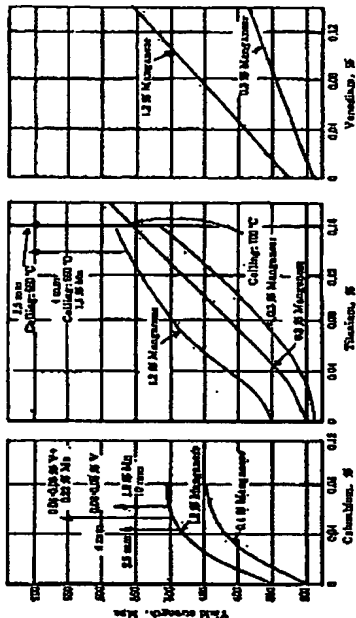


図24 0.05% Nb, 0.15% Ti, 0.15% V鋼の炭素化合物の析出型は化学分析によるもので、硬度の影響を示す。

析出強化に寄与する炭素化合物を含んでいない。図24には熱処理鋼の硬度におよぼすNb, Ti, Vの影響を示す。²¹⁾0.05% Nbの場合、Nb鋼の硬度は0.08% Nbで冷却するのに対して、Ti鋼はそれより低い硬度は0.08% Nbで冷却するのにより、著しく硬度を低下させることが可能である。

4.2 低炭素ベイナイト鋼およびアリンフェライト鋼

オーステナイトから焼入れしたときは冷却速度に依存してマルテンサイト、下部ベイナイト組織、上部ベイナイト組織が得られる。図31に示すように変態開始温度は炭素量に依存して、またいくつものパッケージに分割される。このパッケージ内には小変態組織からなるクラスが存在す

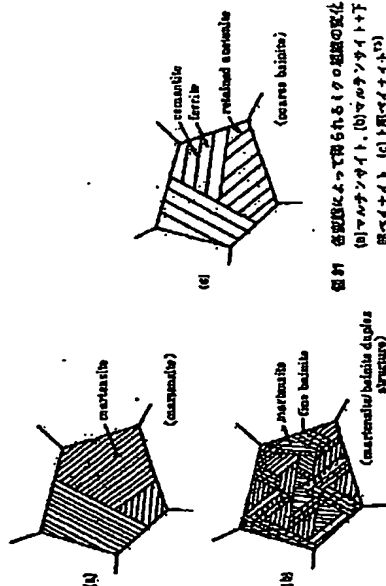


図31 各変態によって得られる組織の硬度 (a) マルテンサイト, (b) マルテンサイト+下部ベイナイト, (c) 上部ベイナイト

第74・75回西山記念技術講座
自動車用高強度複合板の
製造技術・利用技術の進歩 (限定版)

発行 昭和55年5月20日
編集発行所 出版者 日本技術協会
発行者 日本技術協会
印刷所 日本技術協会
印刷者 日本技術協会

© COPYRIGHT 1981 出版者 日本技術協会
本書に掲載されている記事の複製を一切に禁じます。